تحولات ریزساختاری در طی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI ۳۱٦ به فولاد کم کربن St۳۷ *

امیرحسین خسروانی نژاد[۱]   مرتضی شمعانیان[۲]   احمد رضائیان[۳]   مسعود عطاپور[۴]

چکیده

در این مقاله به بررسی تحولات ریزساختاری اتصال غیرمشابه فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI ۳۱٦ به فولاد کم کربن St۳۷ جوشکاری شده با روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی پرداخته شده است. جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی با سرعت چرخشی ٦۰۰ دور بر دقیقه و سرعت خطی ۵۰ میلی‌متر بر دقیقه انجام شد. بررسی‌های فازی توسط آزمون پراش اشعه ایکس و آزمون طیف سنجی اشعه ایکس و بررسی‌های ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی انجام شد. نتایج بررسی‌های فازی در مرز اتصال شواهدی از تشکیل کاربید و ترکیبات بین فلزی را نشان نداد. بررسی‌های ریزساختاری نیز نشان داد که بیشترین میزان کاهش اندازه دانه‌ها، در ناحیه اغتشاشی سمت فولاد زنگ نزن آستنیتی رخ می‌دهد که دلیل آن تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته ناشی از تغییر شکل شدید همراه با دمای بالا در این ناحیه می‌باشد.

واژه های کلیدی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی؛ اتصال غیرمشابه؛ فولاد زنگ نزن آستنیتی؛ فولاد کم کربن.

Microstructural Evolution during Friction Stir Welding of Austenitic Stainless Steel AISI 316 to Low Carbon Steel St 37

A.H. Khosrovaninezhad   M. Shamanian   A. Rezaeian   M. Atapour

Abstract

The microstructural evolution of dissimilar joining of austenitic stainless steel AISI 316 and low carbon steel St37 by friction stir welding has been investigated. Friction stir welding was carried out using a rotational speed of 600 rpm and a linear speed of 50 mm/min. The microstructure was characterized using a scanning electron microscope and optical microscopy. Also, possible phase transformations were determined using X-ray diffraction technique & electron diffraction spectroscopy. The results of phase investigations showed that no carbides and brittle phases were detected at the joined boundary. Microstructural investigations showed that the highest decrease in grain size occurred in the stir zone of the austenitic stainless steel which was attributed to discontinuous dynamic recrystallization caused by severe deformation imposed at high temperatures in this region.

Key Words friction stir welding; dissimilar joint; austenitic stainless steel; low carbon steel.

---

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۲/۹/۲۸ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۳/۱۰/۱٤ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده مسئول : دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان.

(۲) استاد دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان.

(۳) استادیار دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان.

(٤) استادیار دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان.

مقدمه

اتصالات غیرمشابه بین فولادهای زنگ نزن آستنیتی و فولادهای کم‌کربن در بسیاری از کاربردهای دما بالا مانند خطوط بخار نیروگاه‌ها، مبدل‌های حرارتی، رآکتورهای هسته‌ای و صنایع پتروشیمی کاربرد دارد. در این کاربردها بخش‌هایی از قطعه که در معرض دماهای پایین هستند، از فولاد کم کربن و بخش‌هایی که در دماهای بالاتر قرار دارند، از فولاد زنگ نزن آستنیتی ساخته می‌شوند [1]. دلیل استفاده از فولادهای کم کربن این است که در زیر دما و فشار معین، این فولادها به خوبی عمل نموده و از نظر اقتصادی نیز نسبت به فولادهای زنگ نزن مقرون به صرفه‌تر می-باشند [2].

تاکنون محققین زیادی به بررسی این اتصالات غیرمشابه با استفاده از انواع روش‌های جوشکاری مانند: جوشکاری قوسی تنگستن-گاز (GTAW) [1,3]، جوشکاری نقطه‌ای مقاومتی (RSW) [4]، جوشکاری اصطکاکی (FW) [3]، جوشکاری نقطه‌ای لیزر (LSW) [5] و جوشکاری پرتو الکترونی (EBW) [3] پرداخته-اند. در این تحقیقات، تحولات ریزساختاری، خواص مکانیکی و خواص خوردگی اتصال مورد ارزیابی قرار گرفته است.

تحقیقات انجام شده نشان می‌دهد که تغییرات متالورژیکی ایجاد شده سبب تشکیل فاز فریت دلتا، فاز سیگما و خوردگی مرزدانه‌ای در فصل مشترک جوش شده و جدایش عناصر آلیاژی در حین انجماد را بدنبال دارد. علاوه براین، بدلیل تفاوت در ضریب انبساط و هدایت حرارتی، تنش حرارتی زیادی در اتصال غیرمشابه بوجود می‌آید. عیوب ذکر شده مربوط به حضور فاز مذاب در محل اتصال می‌باشد. اخیراً برای رفع این مشکلات، تحقیقات زیادی روی روش‌های ایجاد اتصال حالت جامد صورت گرفته است.

جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی (FSW) یکی از انواع جدید جوشکاری حالت جامد است که توسط انجمن جوشکاری (TWI) در سال ۱۹۹۱ اختراع شد [6]. این روش ابتدا برای ایجاد اتصال فلزات سبک مانند آلومینیوم و منیزیم مورد استفاده قرار گرفت [7]. اما در سال‌های اخیر از این روش برای ایجاد اتصال فلزات با نقطه ذوب بالا مانند تیتانیم، نیکل و فولاد نیز استفاده شده است [8]. فاضل و همکاران اتصال لب رو لب جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی (FSLW) تیتانیم خالص تجاری به فولاد زنگ نزن ۳۰٤ را بررسی نموده و به این نتیجه رسیدند که درحالتی که فولاد زنگ نزن به عنوان لایه بالایی انتخاب شود، استحکام قابل قبول و نزدیک به استحکام تیتانیم خالص تجاری بدست می‌آید [8,9]. واتاناب و همکارانش اتصال غیرمشابه آلیاژ آلومینیوم- منیزیم به فولاد را بررسی کردند. آنها توانستند حداکثر استحکام کششی حدود ۸٦٪ استحکام آلیاژ آلومینیوم- منیزیم را بدست آورند. حداکثر استحکام در حالتی بدست آمد که آلیاژ آلومینیوم- منیزیم، به‌عنوان فلز نرم‌تر، در سمت پسرو (retreating side) قرار داشت. آنها دریافتند در صورتی که آلیاژ آلومینیوم- منیزیم در سمت پیشرو (advancing side) قرار گیرد، ایجاد اتصال غیرممکن است [10]. جعفرزادگان و همکاران نیز خواص مکانیکی و ریزساختار اتصال غیرمشابه فولاد زنگ نزن ۳۰٤ به فولاد کم کربن St۳۷ را بررسی نمودند. آنها گزارش کردند که پدیده تبلور مجدد در فولاد ۳۰٤ و فولاد St۳۷ باعث کاهش قابل ملاحظه اندازه دانه و در نتیجه افزایش سختی و استحکام در ناحیه جوش می‌شود [11]. از این رو، هدف از این تحقیق ایجاد اتصال بین فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI ۳۱٦ و فولاد کم کربن St۳۷ و بررسی تحولات ریزساختاری اتصال می‌باشد.

مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از فولاد زنگ نزن آستینیتی AISI ۳۱٦ و فولاد کم کربن St۳۷ به عنوان فلزات پایه استفاده شد که در جدول (۱) ترکیب شیمیایی آنها آورده شده است.

برای انجام جوشکاری، ورق‌هایی از فلزات پایه با ابعاد ٦ سانتی‌متر در ۱۰ سانتی‌متر و با ضخامت ۱/۵ میلی‌متر آماده سازی و اتصال بصورت لب به لب انجام شد. ابزار جوشکاری از جنس آلیاژ تنگستنی رنیوم‌دار با پین مخروط ناقص در نظر گرفته شد. ابزار جوشکاری دارای قطر شانه ۱٦ میلی‌متر ، طول پین ۱/۲۵ میلی‌متر، قطر قسمت بالای پین ٤/۵ میلی‌متر و قطر قسمت پایین پین ۳/۵ میلی‌متر بود. جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی با استفاده از دستگاه فرز و با سرعت چرخشی ٦۰۰ دور بر دقیقه و سرعت خطی ۵۰ میلی‌متر بر دقیقه انجام شد. در این تحقیق و با توجه به استحکام بالاتر فولاد ۳۱٦ نسبت به فولاد St۳۷، فولاد St۳۷ در سمت پسرو و فولاد ۳۱٦ در سمت پیشرو قرار داده شد. تحقیقات نشان می‌دهد که در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی سمت پیشرو دمای بالاتری را تجربه می‌کند. بنابراین، برای دستیابی به سیلان یکسانی از مواد در محل اتصال، فلز با استحکام بالاتر در سمت پیشرو قرار داده می‌شود [10,12,13]. جهت حفاظت از منطقه جوش در حین جوشکاری، دمش گاز آرگون با دبی حدود ۱۸ لیتر بر دقیقه در نظر گرفته شد. در شکل (۱) سطح ظاهری نمونه جوش آورده شده است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، سطح جوش عاری از عیب می‌باشد. بررسی مقطع عرضی نمونه جوشکاری شده نیز عدم وجود عیب را نشان داد. دما در خط مرکزی اتصال و در سطح زیری ورق‌های جوشکاری شده با استفاده از ترموکوپل نوع K انعطاف پذیر اندازه گیری شد. بیشترین دما در این ناحیه ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد بدست آمد.

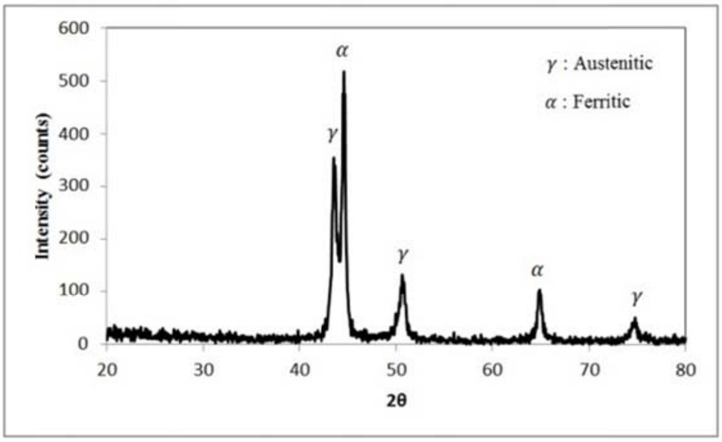
بررسی ریزساختار مناطق مختلف در دو مرحله صورت گرفت. ابتدا سمت فولاد کم کربن St۳۷ توسط محلول نایتال ۲٪ و سپس سمت فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI ۳۱٦ بصورت الکترولیتی در محلول HNO_3 ٦۰٪ با ولتاژ ۱۰–۵ ولت و مدت زمان ۱۰–۵ ثانیه اچ و بررسی گردید. پس از آماده سازی نمونه‌ها، ارزیابی ریزساختاری با میکروسکوپ نوری NIKON-EPIPHOTO300 و میکروسکوپ الکترونی روبشی - Philips XL30 انجام شد. همچنین، برای آنالیز طیف سنجی اشعه ایکس میکروسکوپ الکترونی روبشی Philips – Seron بکارگرفته شد. شناسایی فازهای تشکیل شده در محل اتصال با استفاده از دستگاه پراش پرتو ایکس Philips – XPERT MPD با تیوب مس (λ=۰/۱۵٤ nm در ۲۰KV و ۳۰mA) انجام شد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فلزات پایه (درصد وزنی)

Fe	Si	Mn	Mo	Ni	Cr	C	
بقیه	۰/۱٦	۰/۹۲	۰/۰۱	۰/۰۲	۰/۰۱	۰/۰۹	St۳۷
بقیه	۰/۲۸	۱/۱	۲/۵۹	۱۱/۷	۱٦/۳	۰/۰۵	۳۱٦



شکل ۱ سطح نمونه جوشکاری شده



شکل ۲ الگوی پراش اشعه ایکس نمونه جوشکاری شده

نتایج و بحث

تشکیل و توزیع فازها

برای بررسی احتمال تشکیل کاربیدها و ترکیبات بین فلزی در محل اتصال، آنالیز پرتو اشعه ایکس (XRD) انجام شد که در شکل (۲) آورده شده است. با توجه به بالا رفتن دما، احتمال تشکیل فازها و ترکیبات بین فلزی در محل اتصال زیاد بود. اما همانطور که در شکل (۲) دیده می‌شود، نتیجه پراش پرتو ایکس برای نمونه‌های مختلف حاکی از عدم تشکیل فازها و ترکیبات بین فلزی بوده و تنها پیک‌های شناسایی شده مربوط به فازهای فریت و آستنیت می‌باشد. به نظر می‌رسد، با وجود بالا رفتن دما حین جوشکاری، بدلیل سرد شدن سریع محل اتصال، فاز دیگری غیر از آستنیت و فریت تشکیل نشده است. این در حالی است که تحقیقات صورت گرفته در زمینه اتصالات ذوبی بین فولادهای کربنی و فولادهای زنگ نزن آستنیتی، تشکیل کاربیدها و فازهای ترد را در محل اتصال نشان می‌دهند [1,3]. همچنین، تشکیل کاربیدهای غنی از کُرم در برخی از فرایندهای حالت جامد مانند اتصال نفوذی و جوشکاری اصطکاکی نیز گزارش شده است [14,15].

به منظور بررسی دقیق‌تر محل اتصال و با توجه به اینکه اگر مقدار فاز تشکیل شده کمتر از ۵٪ باشد، دستگاه آنالیز پراش پرتو ایکس قادر به شناسایی فاز مربوطه نیست، در محل آنالیز طیف سنجی اشعه ایکس (EDS) انجام شد شکل (۳). همان‌طور که در شکل دیده می‌شود، فولاد St۳۷ در سمت چپ و فولاد ۳۱٦ در سمت راست فصل مشترک قرار گرفته‌اند. برای بررسی نفوذ عناصر در عرض فصل مشترک و بررسی احتمال تشکیل کاربیدها و ترکیبات بین فلزی، آنالیز اسکن خطی و نقطه‌ای انجام شد. آزمون طیف سنجی اشعه ایکس، توزیع عناصر آهن، کُرم، نیکل و مولیبدن را در عرض فصل مشترک نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که با حرکت از سمت فولاد St۳۷ به سمت فولاد ۳۱٦، درصد وزنی عناصر کُرم، نیکل و مولیبدن افزایش و درصد وزنی آهن کاهش می‌یابد. نتایج نشان می‌دهد در فصل مشترک اتصال، به دلیل بالا رفتن دما حین جوشکاری، نفوذ عناصر آلیاژی اتفاق افتاده است اما تمرکز عناصر آلیاژی برای تشکیل کاربید و یا سایر محصولات بین فلزی وجود ندارد. بنابراین، به نظر می‌رسد که کاربید و یا ترکیبات بین فلزی در فصل مشترک اتصال تشکیل نشده است. دلیل عدم تشکیل کاربید و ترکیبات بین فلزی این است که تشکیل این فازها در محل اتصال نیاز به قرارگیری در دمای بالا برای مدت زمان طولانی دارد که این شرایط در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی فولادها مهیا نمی‌باشد. محققان نیز در زمینه جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی

فولادها، عدم تشکیل کاربید و ترکیبات بین فلزی را در محل اتصال گزارش کرده‌اند [11,16].

ریزساختار

شکل(٤) تصویری با بزرگنمایی کم از مقطع عرضی جوش را نشان می‌دهد. در شکل(٤) چندین ناحیه ریزساختاری مجزا مشاهده می‌شود. بررسی‌های ریزساختاری نشان می‌دهد که غیر از فلزات پایه (ناحیه ۱ و ٦) چهار ناحیه ریزساختاری دیگر در محل اتصال وجود دارند:

الف) ناحیه متاثر از حرارت (HAZ) در سمت فولاد St۳۷ (ناحیه ۲)

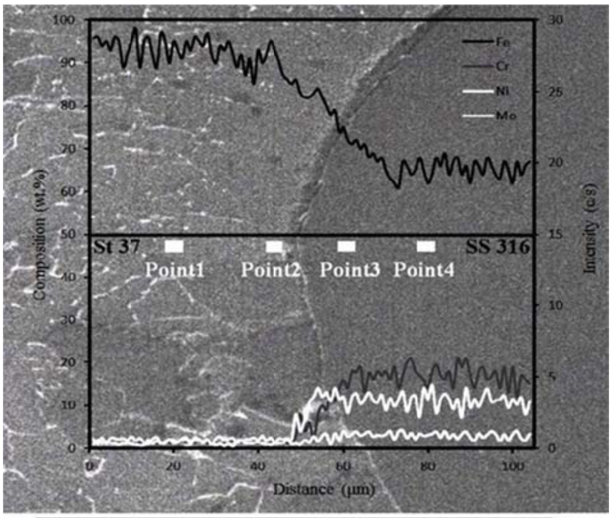
ب) ناحیه اغتشاشی (SZ) در سمت فولاد St۳۷ (ناحیه ۳)

ج) ناحیه اغتشاشی (SZ) در سمت فولاد ۳۱٦ (ناحیه ٤)

د) ناحیه متاثر از فرایند ترمومکانیکی (TMAZ) در سمت فولاد ۳۱٦ (ناحیه ٥)

همان‌گونه که در این شکل مشاهده می‌شود، در ناحیه اغتشاشی ساختار پوست پیازی (onion ring) که معمولاً در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای آلومینیوم دیده می‌شود، وجود ندارد. تحقیقات نشان می‌دهد که پوست پیازی‌ها بدلیل یک تغییر شدید در اندازه دانه‌ها و یا تغییر شدید در دانسیته رسوبات در ناحیه اغتشاشی بوجود می‌آیند [6]. با این وجود، در زمینه فولادها، تشکیل ناحیه پوست پیازی گزارش نشده است [11,17]. دلیل عدم تشکیل این ناحیه در فولادها می‌تواند مربوط به استحاله‌های چند شکلی (allotropic) در طی سرد شدن باشد [11,16].

شکل (٥) دیاگرام فازی آهن-کربن و تغییرات ریزساختاری مربوط به فولاد کم کربن St۳۷ را در دماهای مختلف نشان می‌دهد.

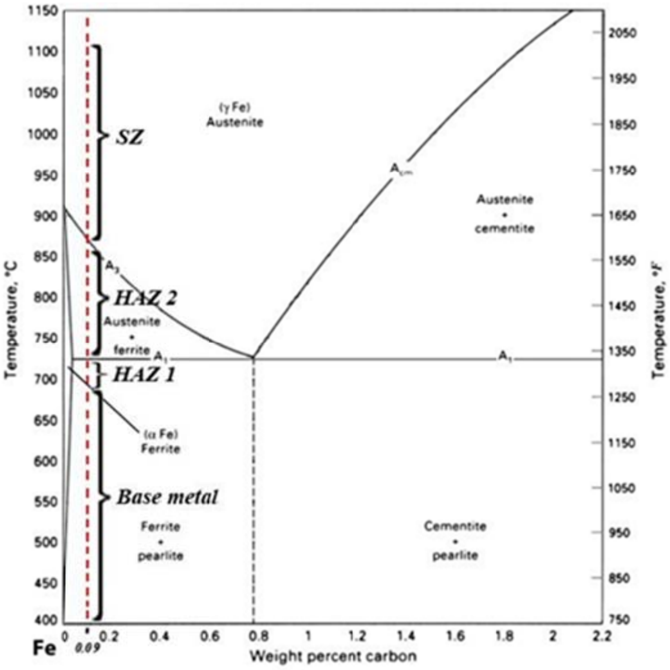


wt.%				
	Point 1	Point 2	Point 3	Point 4
Fe	92.9	83.1	66.3	64.1
Cr	2.4	8.4	16.8	18.5
Ni	2.8	6.8	13.2	13.3
Mo	1.9	1.8	3.5	4.7

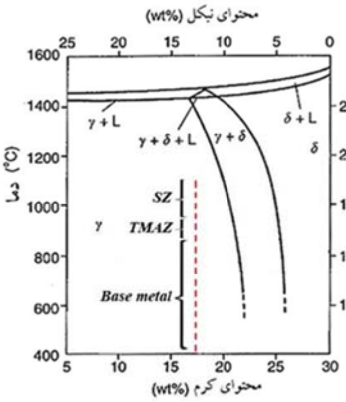
شکل ۳ آنالیز طیف سنجی اشعه ایکس خطی و نقطه‌ای در طول فصل مشترک اتصال در ناحیه SZ



شکل ٤ تصویر با بزرگنمایی کم از مقطع عرضی نمونه جوشکاری شده



شکل ٥ دیاگرام فازی آهن–کربن و تغییرات ریزساختاری مربوط به فولاد کم کربن St۳۷



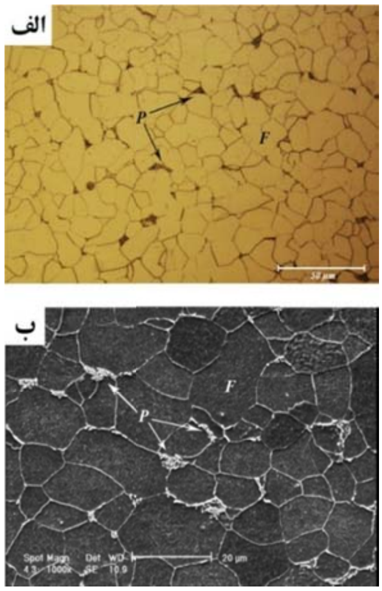
شکل ٦ نمودار شبه دو تایی سیستم آهن–کُرم–نیکل در ۷۰٪ آهن و تغییرات ریزساختاری مربوط به فولاد AISI ۳۱٦

شکل (٦) نیز نمودار شبه دوتایی سیستم آهن–کُرم–نیکل در ۷۰٪ آهن و تغییرات ریزساختاری مربوط به فلز پایه، ناحیه متاثر از فرایند ترمومکانیکی و ناحیه اغتشاشی برای فولاد AISI ۳۱٦ را نشان می‌دهد.

دقت شود که دیاگرام‌های نشان داده شده در شکل (٥ و ٦) دیاگرام‌های تعادلی می‌باشند. این در حالی است که در فرایند جوشکاری بدلیل سرعت سریع گرمایش و سرمایش محل اتصال، استحاله‌ها به صورت غیرتعادلی رخ می‌دهند. لذا دیاگرام‌ها تنها برای بررسی استحاله‌های احتمالی که در دماهای مختلف انجام می‌شوند آورده شده است. در ادامه، نواحی مختلف ریزساختاری مورد بررسی قرار خواهند گرفت.

فلزات پایه

شکل (۷) الف تصویر میکروسکوپ نوری از فلز پایه فولاد St۳۷ را نشان می‌دهد. فولاد St۳۷ دارای زمینه فریتی (F) با میانگین اندازه دانه ١٤ میکرومتر و حدود ٥٪ پرلیت (P) می‌باشد. در این تصویر، دانه‌های فریت با رنگ روشن و دانه‌های پرلیت به رنگ تیره دیده می‌شوند. شکل (۷) ب نیز تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی این فلز پایه را نشان می‌دهد. در این تصویر زمینه فریتی به‌صورت تیره و دانه‌های پرلیت با رنگ روشن مشخص شده است.



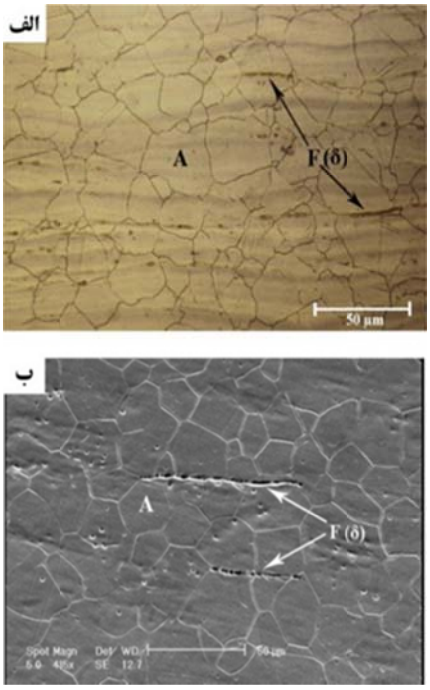
شکل ۷ تصاویر میکروسکوپ الف) نوری و ب)الکترونی، مربوط به ریزساختار فلزپایه فولاد St۳۷

شکل (۸) الف و ب به ترتیب تصویر میکروسکوپ نوری و الکترونی از فلز پایه فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI ۳۱۶ را نشان می‌دهد. فلز پایه شامل دانه‌های آستنیت (A) هم محور با میانگین اندازه دانه ۲۳ میکرومتر می‌باشد. در این تصاویر، دانه‌های فریت (F) کشیده شده در جهت نورد نیز دیده می‌شوند .

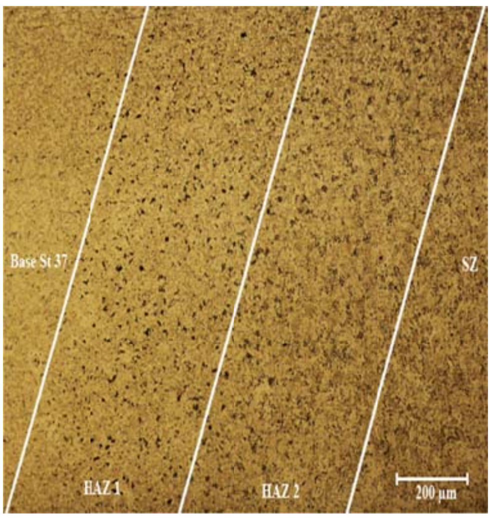
ناحیه متاثر از حرارت (HAZ) در سمت فولاد St۳۷

ناحیه متاثر از حرارت در طی FSW دچار هیچ‌گونه تغییر شکلی نمی‌شود، بنابراین مشابه ناحیه متاثر از حرارت در جوشکاری ذوبی است. با این وجود، در FSW بدلیل حرارت‌های ورودی کمتر، تغییرات متالورژیکی کمی در HAZ بوجود می‌آید. به همین دلیل ناحیه HAZ یک ناحیه باریک می‌باشد که در شکل (٤) نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل (۹) دیده می‌شود، ناحیه HAZ دارای دو ناحیه ریزساختاری مجزا می‌باشد که در ادامه شرح داده می‌شود.

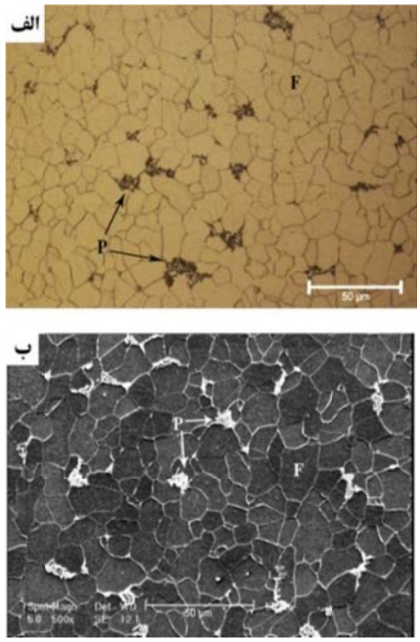
شکل (۱۰) ناحیه HAZ 1 را نشان می‌دهد. در این ناحیه که در نزدیکی فلز پایه St۳۷ می‌باشد، دانه‌های پرلیت درشت در زمینه فریت اولیه دیده می‌شود. طبق دیاگرام فازی آهن-کربن شکل (۵)، این ناحیه در معرض دمای نزدیک به A_1 قرار گرفته و به دلیل افزایش دما، سرعت نفوذ کربن افزایش یافته و در نتیجه دانه‌های پرلیت اولیه رشد کرده‌اند.



شکل ۸ تصاویر میکروسکوپ الف)نوری و ب) الکترونی، مربوط به ریزساختار فلز پایه فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI ۳۱٦



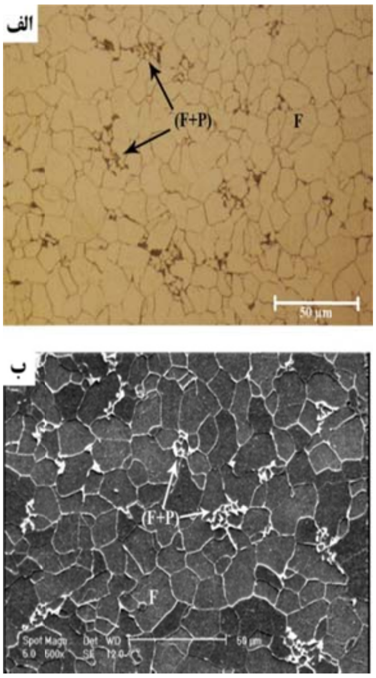
شکل ۹ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار ناحیه HAZ در سمت فولاد St۳۷



شکل ۱۰ تصویر میکروسکوپ الف) نوری و ب) الکترونی، از ریزساختار ناحیه HAZ 1

شکل (۱۱) ناحیه HAZ 2 را نشان می‌دهد. در جوشکاری ذوبی به این ناحیه، ناحیه HAZ ریزدانه جزئی گفته می‌شود. طبق دیاگرام فازی آهن-کربن شکل (۵) این ناحیه در معرض دمای بین A_1 و A_3 قرار می‌گیرد. در این ناحیه دانه‌های پرلیت به آستنیت استحاله یافته و کمی به داخل دانه‌های فریت اولیه رشد می‌کنند. سپس در طی سرد شدن، آستنیت به دانه‌های بسیار ریز فریت و پرلیت تبدیل می‌شود. در این محدوده دمایی، دانه‌های فریت اولیه تحت تاثیر قرار نمی‌گیرند. تحقیقات انجام شده در زمینه جوشکاری ذوبی و جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی فولادها، تشکیل این ناحیه را گزارش کرده‌اند [11,16,18].

در این تحقیق، ناحیه متاثر از حرارت در سمت فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶ به عنوان یک ناحیه مجزا مشاهده نشد. دلیل عدم مشاهده این ناحیه در فولادهای زنگ نزن آستنیتی می‌تواند مربوط به میزان رسانایی حرارتی کم این فولادها در مقایسه با سایر فولادها باشد. رسانایی حرارتی کم سبب می‌شود که حرارت نسبتاً کمی به خارج از ناحیه جوش انتقال یافته و در نتیجه نواحی اطراف جوش تحت تاثیر حرارت کمتری قرار گیرند. بدین ترتیب، تغییرات ریزساختاری بسیار کمی در نواحی اطراف جوش اتفاق افتاده و تشخیص آن به عنوان یک ناحیه مجزا بسیار دشوار می‌شود. تحقیقات صورت گرفته در زمینه FSW فولادهای زنگ نزن آستنیتی نیز نتایج مشابهی را نشان می دهد [11,17].



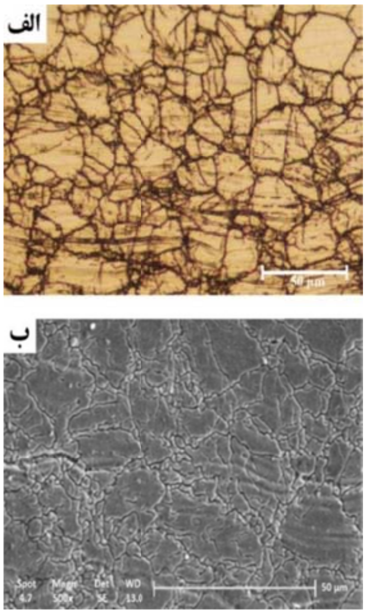
شکل ۱۱ تصویر میکروسکوپ الف) نوری و ب) الکترونی، از ریزساختار ناحیه HAZ 2.

ناحیه متاثر از عملیات ترمومکانیکی (TMAZ) در سمت فولاد ۳۱۶

ناحیه TMAZ ناحیه‌ای بسیار باریک، بین فلز پایه فولاد ۳۱٦ و ناحیه اغتشاشی در سمت فولاد ۳۱٦ می‌باشد شکل (٤). شکل (۱۲) ریزساختار این ناحیه را نشان می‌دهد که شامل دانه‌های آستنیت تغییر شکل یافته است. مواد در ناحیه TMAZ نسبت به ناحیه اغتشاشی، دماها و کرنش‌های کمتری را تجربه می‌کنند. بنابراین، به نظر می‌رسد که در این ناحیه بازیابی دینامیکی عامل تغییر شکل دانه‌ها است. تحقیقات انجام شده با استفاده از میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM)، چگالی بالایی از نابجایی‌ها و مرزهای فرعی در این ناحیه را نشان می‌دهد که ویژگی بازیابی دینامیکی است

.[11,17,19]

همان‌طور که بیان شد، ناحیه TMAZ در نزدیکی ناحیه SZ قرار دارد. با حرکت از سمت ناحیــه TMAZ به سمت ناحیــه SZ انتظـار مـی‌رود کـه بـدلیل وجـود مکــانیزم تبلــور مجــدد دینــامیکی در ناحیــه SZ، ریزساختاری با دانه‌هـای آسـتنیت تبلـور مجدد یافتـه مشـاهده شـود. بنـابراین، شـروع ناحیـه SZ مـی‌توانـد شواهدی از مکانیزم تبلور مجدد در این ناحیه را نشـان دهد. در شکل (۱۳) تصویری از مرز ناحیــه TMAZ و ناحیه SZ آورده شده است. در این تصـویر، دانـه‌هـای ریز آستنیت در مرزدانه‌های آستنیت اولیه دیده می‌شود. در این ناحیه نابجایی‌ها در مرزدانه‌ها تجمـع یافتـه و از محل تجمع نابجایی‌ها در مرزدانه‌ها، جوانه‌زنی و رشـد دانه‌های جدید آستنیت اتفاق افتاده اسـت. ایـن تجمـع نابجایی‌ها در مرزدانه‌ها و جوانه‌زنی و رشـد دانـه‌هـای جدیـد، شـاهدی از مکـانیزم تبلـور مجـدد دینـامیکی ناپیوسته است که یرای فلزات با انرژی نقص چیدن کم مانند فولادهای زنگ نزن آستنیتی پیشنهاد شـده اسـت .[16,20,21]

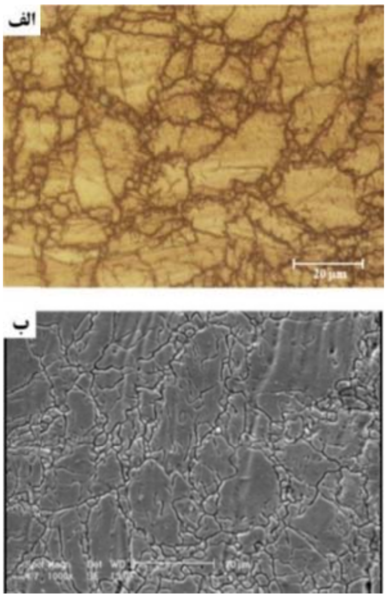


شکل ۱۲ تصویر میکروسکوپ الف) نوری و ب) الکترونی، از ریزساختار ناحیه TMAZ در سمت فولاد ٣١٦

ناحیــه TMAZ در سـمت فـولاد St۳۷ مشـاهده نشد. عدم تشکیل این ناحیه در سمت فولاد St۳۷ می‌تواند مربوط به تغییر استحاله‌های چند شـکلی در طـی سیکل سرد شدن باشد که سبب تخریـب ویژگـی‌هـای بازیابی دینامیکی می‌شود [11].

ناحیه اغتشاشی (SZ)

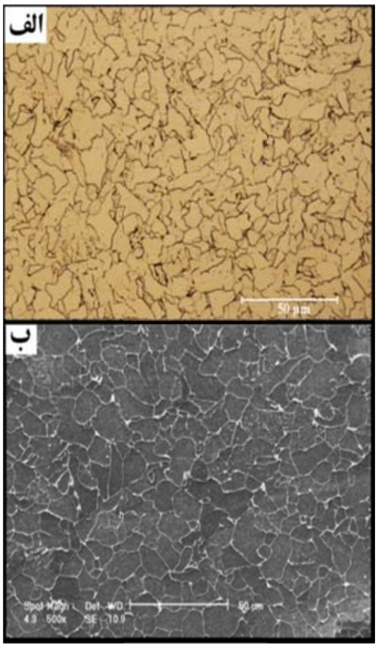
ناحیــه اغتشاشــی یکــی از نــواحی اصــلی جوشــکاری اصطکاکی اغتشاشی محسوب مـی‌شـود. مـواد در ایـن ناحیه، تغییر شکل بسیار شدید همراه با حـرارت نسـبتاً بالایی را تجربه می‌کنند. این تغییر شکل و حرارت بـالا زمینه را برای وقوع پدیده تبلور مجدد فراهم می‌سـازد. در این ناحیه دانه‌های ریزتبلـور مجـدد یافتـه مشـاهده می‌شود. تحقیقات نشان می‌دهد که مکانیزم تبلور مجدد در این ناحیه به نوع مـاده بسـتگی دارد. در فلـزات بـا انرژی نقـص چیـدن بـالا مانـند آلیاژهـای آلومینیـوم و فولادهای فریتی، مکانیزم تبلور مجدد غالـب، مکـانیزم تبلور مجدد دینامیکی پیوسته است. این در حالی اسـت کـه در فلـزات بـا انـرژی نقـص چیـدن پـایین ماننـد فولادهای زنـگ نـزن آسـتنیتی، مکـانیزم تبلـور مجـدد دینامیکی ناپیوسته به‌عنوان مکانیزم غالب معرفـی شـده است [16,20,21].



شکل ۱۳ تصویر میکروسکوپ الف) نوری و ب) الکترونی، از مرز بین ناحیه TMAZ و SZ در سمت فولاد ٣١٦

الف) ناحیه اغتشاشی (SZ) در سمت فولاد St۳۷

شکل (١٤) ناحیه اغتشاشی در سمت فولاد St۳۷ را نشان می‌دهد. دیاگرام فازی آهن-کربن شکل(۵) نشان می‌دهد که این ناحیه تا دمای بالاتر از A_3 حرارت می‌بیند. در نتیجه، ریزساختار فریتی-پرلیتی به ریزساختار آستنیتی تبدیل می‌شود. در طی سیکل سرد شدن جوش، در محدوده‌ی دمایی بین دمای A_3 و A_1، دانه‌های فریت در مرزدانه‌های آستنیت اولیه تشکیل می‌شوند. در ادامه‌ی سیکل سرد شدن و در زیر دمای A_1، آستنیت باقیمانده به فریت تبدیل می‌شود. به نظر می‌رسد که بدلیل سرعت سرد شدن سریع در طی جوشکاری، پرلیت زمان کافی برای جوانه زنی و رشد نداشته است.

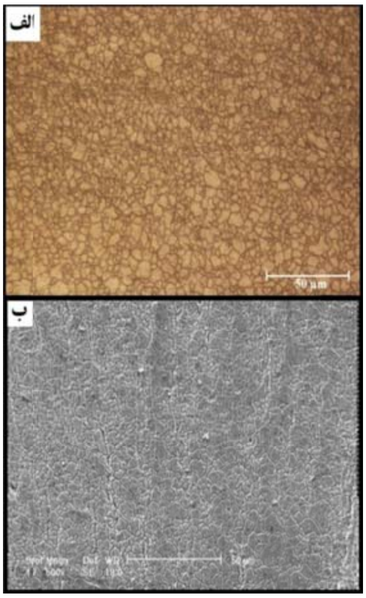


شکل ١٤ تصاویر میکروسکوپ الف) نوری و ب) الکترونی، از ریزساختار ناحیه SZ در سمت فولاد St۳۷

در این ناحیه، پدیده تبلور مجدد به ریز شدن دانه‌ها کمک می‌کند. میانگین اندازه دانه‌ها در این ناحیه به ۹/۱ میکرومتر کاهش می‌یابد. با توجه به اینکه دما به بالاتر از A_3 می‌رسد و ریزساختار آستنیتی تشکیل می‌شود، در حین تغییر شکل، تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته در این ناحیه اتفاق می‌افتد. با این وجود گزارش شده است که تغییر فازهای صورت گرفته در طی سیکل سرد شدن، ویژگی‌های تبلور مجدد دینامیکی در این ناحیه را از بین می‌برد [11,16].

ب) ناحیه اغتشاشی (SZ) در سمت فولاد ۳۱٦.

شکل (١۵) ناحیه اغتشاشی در سمت فولاد ۳۱٦ را نشان می‌دهد. بدلیل تغییر شکل شدید و دمای بالا، دانه‌های آستنیت در این ناحیه تحت تبلور مجدد دینامیکی قرار می‌گیرند. همانطور که اشاره شد، بدلیل اینکه فولادهای زنگ نزن آستنیتی، انرژی نقص چیدن کمی دارند، تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته در این ناحیه رخ می‌دهد. نمودار شبه دوتایی سیستم آهن-کُرم-نیکل در ٧٠٪ آهن شکل(٦) نشان می‌دهد که بر خلاف فولاد St۳۷، در فولاد ۳۱٦ هیچ‌گونه تغییر فازی پس از جوشکاری اتفاق نمی‌افتد. میانگین اندازه دانه‌ها در این ناحیه به ٤/۹ میکرومتر کاهش می‌یابد. به نظر می‌رسد که به همین دلیل فرایند تبلور مجدد در این ناحیه بطور کامل انجام شده و اندازه دانه‌های آستنیت نسبت به سمت فولاد St۳۷ کاهش بیشتری داشته است. جعفرزادگان و همکاران نیز گزارش کرده‌اند که اندازه دانه‌ها در سمت فولاد زنگ نزن آستنیتی نسبت به سمت فولاد کم کربن، کاهش بیشتری داشته است [11].



شکل ١۵ تصاویر میکروسکوپ الف) نوری و ب) الکترونی، از ریزساختار ناحیه SZ در سمت فولاد ۳۱٦

نتیجه گیری

طبق بررسی‌های فـازی در فصـل مشـترک اتصـال، بـا وجود اینکه نفوذ عناصر آلیاژی اتفاق افتاده اسـت، امـا هیچگونه شواهدی از تشکیل کاربیـد و ترکیبـات بـین فلزی مشاهده نشد. دلیل عدم تشکیل کاربید و ترکیبات بین فلزی می‌تواند مربوط بـه مـدت زمـان بسـیار کـم قرارگیری در دمای بالا باشد. ناحیه اغتشاشی در سمت فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶ بیشترین کاهش اندازه دانه را نشان داد که دلیل آن تبلور مجدد دینامیکی ناشـی از تاثیر همزمان تغییر شکل شدید و دمای بالا می‌باشد.

مراجع

1. Celik, A., Alsaran, A., "Mechanical and Structural Properties of Similar and Dissimilar Steel Joints", *Materials Characterization*, Vol. 43, pp. 311-318, (1999).
2. Lippold, J.C., Kotecki, D.J., "Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels", Wiley-Interscience, (2005).
3. Arivazhagan, N., Singh, S., Prakash, S., Reddy, G.M., "Investigation on AISI 304 Austenitic Stainless Steel to AISI 4140 low Alloy Steel Dissimilar Joints by Gas Tungsten Arc, Electron Beam and Friction Welding", *Materials & Design*, Vol. 32, pp. 3036-3050, (2011).
4. Marashi, P., Pouranvari M., Amirabdollahian S., Abedi A., Goodarzi M., "Microstructure and Failure Behavior of Dissimilar Resistance Spot Welds Between low Carbon Galvanized and Austenitic Stainless Steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 480, pp. 175-180, (2008).
5. Torkamany, M.J., Sabbaghzadeh J., Hamedi M.J., "Effect of Laser Welding Mode on the Microstructure and Mechanical Performance of Dissimilar Laser Spot Welds Between Low Carbon and Austenitic Stainless Steels", *Materials & Design*, Vol. 34, pp. 666-672, (2012).
6. Mishra, R.S., Ma Z.Y., "Friction Stir Welding and Processing", *Materials Science and Engineering R,* Vol. 50, pp. 1-78, (2005).
7. Thomas, W.M., Threadgill,P.L., Nicholas E.D., "Feasibility of Friction Stir Welding Steel", S*cience and Technology of Welding & Joining*, Vol. 4, pp. 365-372, (1999).
8. Fazel-Najafabadi, M., Kashani-Bozorg S.F., Zarei-Hanzaki A., "Joining of CP-Ti to 304 stainless steel using friction stir welding technique", *Materials & Design*, Vol. 31, pp. 4800-4807, (2010).
9. Fazel-Najafabadi, M., Kashani-Bozorg, S.F., Zarei-Hanzaki A., "Dissimilar lap joining of 304 stainless steel to CP-Ti employing friction stir welding", *Materials & Design*, Vol. 32, pp. 1824-1832, (2011).
10. Watanabe, T., Takayama, H., Yanagisawa, A., "Joining of aluminum alloy to steel by friction stir welding", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 178, pp. 342-349, (2006).
11. Jafarzadegan, M., Feng, A.H., Abdollah-zadeh, A., Saeid, T., Shen, J., Assadi, H., "Microstructural Characterization in Dissimilar Friction Stir Welding Between 304 Stainless Steel and st37 Steel", *Materials Characterization*, Vol. 74, pp. 28-41, (2012).
12. Chung, Y.D., Fujii, H., Sun, Y., Tanigawa, H., "Interface Microstructure Evolution of Dissimilar

Friction Stir butt Welded F82H Steel and SUS304", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528, pp. 5812-5821, (2011).

13. Bang, H., Bang, H., Jeon, G., Oh , I., Ro, C., “Gas Tungsten Arc Welding Assisted Hybrid Friction Stir Welding of Dissimilar Materials Al6061-T6 Aluminum Alloy and STS304 Stainless Steel”, *Materials & Design*, Vol. 37, pp. 48-55, (2012).
14. Kurt, B., “The Interface Morphology of Diffusion Bonded Dissimilar Stainless Steel and Medium Carbon Steel Couples”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 190, pp. 138-141, (2007).
15. Hascalik, A., Unal E., Ozdemir, N., “Fatigue Behaviour of AISI 304 steel to AISI 4340 Steel Welded by Friction Welding”, *Journal of Materials Science*, Vol. 41, pp. 3233-3239, (2006).
16. Lienert, T. J., Grimmett, B.B., Warke, R.W., “Friction Stir Welding Studies on Mild Steel”, *Welding Journal*, Vol., pp. 1-9, (2003).
17. Park, S.H.C., Sato, Y.S., Kokawa, H., Okamoto, K., Hirano, S., Inagaki, M., “Microstructural Characterisation of Stir Zone Containing Residual Ferrite in Friction Stir Welded 304 Austenitic Stainless Steel”, *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 10, pp. 550-556, (2005).
18. Kou S., "Welding metallurgy", Cambridge Univ Press, (2002).
19. Park, S.H.C., Sato Y.S., Kokawa H., Okamoto, K., Hirano, S., Inagaki, M., “Rapid Formation of the Sigma Phase in 304 Stainless Steel During Friction Stir Welding”, *Scripta Materialia*, Vol. 49, pp. 1175-1180, (2003).
20. Rollett, A., Humphreys, F.J., Rohrer, G.S., "Recrystallization and Related Annealing Phenomena", *Elsevier Science,* (2004).
21. Saeid, T., Abdollah-zadeh, A., Assadi, H., Malek, Ghaini F., “Effect of Friction Stir Welding Speed on the Microstructure and Mechanical Properties of a Duplex Stainless Steel”, *Materials Science and Engineering*: A, Vol. 496, pp. 262-268, (2008).